

501, 574

(12) NACH DEM VERTRAG ÜBER DIE INTERNATIONALE ZUSAMMENARBEIT AUF DEM GEBIET DES
PATENTWESENS (PCT) VERÖFFENTLICHTE INTERNATIONALE ANMELDUNG

(19) Weltorganisation für geistiges Eigentum
Internationales Büro



(43) Internationales Veröffentlichungsdatum
8. Januar 2004 (08.01.2004)

PCT

(10) Internationale Veröffentlichungsnummer
WO 2004/003244 A1

(51) Internationale Patentklassifikation⁷: **C22C 21/16**,
21/14, C22F 1/057

(21) Internationales Aktenzeichen: PCT/EP2002/007193

(22) Internationales Anmeldedatum:
29. Juni 2002 (29.06.2002)

(25) Einreichungssprache: Deutsch

(26) Veröffentlichungssprache: Deutsch

(71) Anmelder (für alle Bestimmungsstaaten mit Ausnahme
von US): **FIRMA OTTO FUCHS** [DE/DE]; Derschlager
Strasse 26, 58540 Meinerzhagen (DE).

(72) Erfinder; und

(75) Erfinder/Anmelder (nur für US): **FISCHER, Gernot**
[DE/DE]; Nietzscheweg 7, 58540 Meinerzhagen (DE).
SAUER, Dieter [DE/DE]; Derschlager Strasse 26, 58540
Meinerzhagen (DE). **TERLINDE, Gregor** [DE/DE];
Derschlager Strasse 26, 58540 Meinerzhagen (DE).

(74) Anwälte: **SCHRÖTER, Martin** usw.; Schröter &
Haverkamp, Im Tückwinkel 22, 58636 Iserlohn (DE).

(81) Bestimmungsstaaten (national): AE, AL, AM, AT, AU,
AZ, BA, BB, BG, BR, BY, CA, CH, CN, CO, CR, CU, CZ,
DE, DK, DM, EC, EE, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, HR,
HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KP, KR, KZ, LC, LK, LR,
LS, LT, LU, LV, MD, MG, MK, MN, MW, MX, NO, NZ,
OM, PH, PL, PT, RO, RU, SD, SE, SG, SI, SK, SL, TJ, TM,
TN, TR, TT, UA, UG, US, UZ, VN, YU, ZA, ZM, ZW.

(84) Bestimmungsstaaten (regional): ARIPO-Patent (GH,
GM, KE, LS, MW, MZ, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW),
eurasisches Patent (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ,
TM), europäisches Patent (AT, BE, CH, CY, DE, DK,
ES, FI, FR, GB, GR, IE, IT, LU, MC, NL, PT, SE, TR),
OAPI-Patent (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW,
ML, MR, NE, SN, TD, TG).

Veröffentlicht:

— mit internationalem Recherchenbericht

Zur Erklärung der Zweibuchstaben-Codes und der anderen Ab-
kürzungen wird auf die Erklärungen ("Guidance Notes on Co-
des and Abbreviations") am Anfang jeder regulären Ausgabe der
PCT-Gazette verwiesen.

(54) Title: **AL/CU/MG/AG ALLOY WITH SI, SEMI-FINISHED PRODUCT MADE FROM SUCH AN ALLOY AND METHOD
FOR PRODUCTION OF SUCH A SEMI-FINISHED PRODUCT**

(54) Bezeichnung: **AL-CU-MG-AG-LEGIERUNG MIT SI, HALBZEUG AUS EINER SOLCHEN LEGIERUNG SOWIE VER-
FAHREN ZUR HERSTELLUNG EINES SOLCHEN HALBZEUGES**

(57) Abstract: An Al/Cu/Mg/Mn alloy for the production of semi-finished products with high static and dynamic strength properties has the following composition: 0.3 - 0.7 wt. % silicon (Si), max. 0.15 wt. % iron (Fe), 3.5 - 4.5 wt. % copper (Cu), 0.1 - 0.5 wt. % manganese (Mn), 0.3 - 0.8 wt. % magnesium (Mg), 0.05 - 0.15 wt. % titanium (Ti), 0.1 - 0.25 wt. % zirconium (Zr), 0.3 - 0.7 wt. % silver (Ag), max. 0.05 wt. % others individually, max. 0.15 wt. % others globally, the remaining wt. % aluminium (Al). The invention further relates to a semi-finished product made from such an alloy and a method for production of a semi-finished product made from such an alloy.

(57) Zusammenfassung: Eine Al-Cu-Mg-Mn-Legierung zur Herstellung von Halbzeugen mit hohen statischen und dynamischen Festigkeitseigenschaften weist folgende Zusammensetzung auf: 0,3 - 0,7 Gew.-% Silizium (Si) max. 0,15 Gew.-% Eisen (Fe) 3,5 - 4,5 Gew.-% Kupfer (Cu) 0,1 - 0,5 Gew.-% Mangan (Mn) 0,3 - 0,8 Gew.-% Magnesium (Mg) 0,05 - 0,15 Gew.-% Titan (Ti) 0,1 - 0,25 Gew.-% Zirkon (Zr) 0,3 - 0,7 Gew.-% Silber (Ag) max. 0,05 Gew.-% andere, einzeln max. 0,15 Gew.-% andere, insgesamt Rest Gew.-% Aluminium (Al). Beschrieben wird ferner ein Halbzeug aus einer solchen Legierung sowie ein Verfahren zur Herstellung eines Halbzeuges aus einer solchen Legierung.

WO 2004/003244 A1

AL-CU-MG-AG-LEGIERUNG MIT SI, HALBZEUG AUS EINER SOLCHEN LEGIERUNG SOWIE
VERFAHREN ZUR HERSTELLUNG EINES SOLCHEN HALBZEUGES

Gegenstand der Erfindung ist eine Al-Cu-Mg-Mn-Legierung zur Herstellung von Halbzeugen mit hohen statischen und dynamischen Festigkeitseigenschaften. Ferner betrifft die Erfindung ein Halbzeug hergestellt aus einer solchen Legierung mit hohen statischen und dynamischen Festigkeitseigenschaften sowie ein Verfahren zum Herstellen eines solchen Halbzeuges.

10 Statisch und dynamisch hoch belastbare Aluminiumlegierungen sind etwa die Legierungen AA 2014, AA 2214. Aus diesen Al-Legierungen werden im warmausgehärteten Zustand bspw. Gesenkschmiedestücke für Rad- und Bremssysteme von Flugzeugen hergestellt. Während die genannten Festigkeitseigenschaften der aus einer solchen Legierung hergestellten
15 Halbzeuge insbesondere bei tieferen Temperaturen dem Halbzeug zu eigen sind, so nehmen diese Eigenschaften bei Temperaturen von mehr als 100 °C schneller ab als bei Legierungen der Gruppe AA 2618. Halbzeuge aus solchen Legierungen weisen eine höhere Warmfestigkeit auf und werden eingesetzt bspw. als Verdichterräder für aufladbare Dieselmotoren oder für Rotoren von Ultrazentrifugen. Bei Temperaturen unter 100 °C
20 sind jedoch die Aluminiumlegierungen der Gruppe AA 2014 und AA 2214 höher belastbar.

Beim Rad-Bremse-System von Flugzeugen entsteht beim Bremsvorgang
25 eine beträchtliche Wärmeentwicklung. Diese führt auch in den Rädern, die typischerweise aus einer AA 2014- oder AA 2214-Legierung gefertigt sind, zu Temperaturerhöhungen. Diese können eine frühe Überalterung dieser Legierung hervorrufen und damit verbunden eine starke Begrenzung der Lebensdauer des Bauteils.

30 Bei Verdichterrädern ist man dazu übergegangen, Titanlegierungen einzusetzen, damit den daraus hergestellten Verdichterrädern auch bei höheren Temperaturen die notwendigen statischen und dynamischen Festigkeitseigenschaften zuteil werden. Der Einsatz von Titan ist jedoch teuer

und insbesondere auch aus diesem Grund zur Herstellung von Flugzeugrädern nicht geeignet. Ferner ist Titan aufgrund seiner begrenzten Wärmeleitfähigkeit als Räderwerkstoff weniger gut geeignet.

- 5 Die oben aufgezeigte Problematik ist nicht neu. Es besteht daher seit vielen Jahren der Wunsch nach einer Al-Legierung, die die hohen Festigkeitseigenschaften der Legierungen AA 2014 bzw. AA 2214 bei Raumtemperatur und die thermische Stabilität der Legierungen AA 2618 bzw. 2618 A in sich vereint.

- 10 Daher liegt der Erfindung die Aufgabe zugrunde, eine solche Legierung, ein aus einer solchen Legierung hergestelltes Halbzeug mit hoher statischer und dynamischer Belastbarkeit, hoher Warmfestigkeit, hoher Bruchzähigkeit und hoher Kriechbeständigkeit sowie ein Verfahren zum Herstellen eines solchen Halbzeuges bereitzustellen.
- 15

Diese Aufgabe wird erfindungsgemäß dadurch gelöst, dass die Legierung folgende Zusammensetzung aufweist:

- 20 0,3 - 0,7 Gew.-% Silizium (Si)
max. 0,15 Gew.-% Eisen (Fe)
3,5 - 4,5 Gew.-% Kupfer (Cu)
0,1 - 0,5 Gew.-% Mangan (Mn)
0,3 - 0,8 Gew.-% Magnesium (Mg)
25 0,05 - 0,15 Gew.-% Titan (Ti)
0,1 - 0,25 Gew.-% Zirkon (Zr)
0,3 - 0,7 Gew.-% Silber (Ag)
max. 0,05 Gew.-% andere, einzeln
max. 0,15 Gew.-% andere, insgesamt
30 Rest Gew.-% Aluminium (Al).

- Die beanspruchte Legierung weist gegenüber den vorbekannten Legierungen AA 2014 und AA 2214 eine höhere statische und dynamische Warmfestigkeit und eine verbesserte Kriechbeständigkeit bei gleichzeitig
35 sehr guten bruchmechanischen Eigenschaften auf. Diese werden insbesondere bei einem Kupfer-Magnesium-Verhältnis zwischen 5 und 9,5, insbesondere bei einem Verhältnis zwischen 6,3 und 9,3 erreicht. Der Kup-

fergehalt liegt bevorzugt zwischen 3,8 und 4,2 Gew.-% und der Magnesiumgehalt zwischen 0,45 und 0,6 Gew.-%. Der Kupfergehalt liegt deutlich unter der maximalen Löslichkeit für Kupfer in Gegenwart des beanspruchten Magnesiumgehaltes. Dies hat zur Folge, dass der Anteil an unlöslichen, kupferhaltigen Phasen auch unter Berücksichtigung der übrigen Legierungs- und Begleitelemente sehr gering ist. Dadurch ergibt sich eine Verbesserung hinsichtlich der dynamischen Eigenschaften und der Bruchzähigkeit der aus einer solchen Legierung hergestellten Halbzeuge.

Im Gegensatz zu den vorbekannten AA-Legierungen 2014, 2214 und 2219 ist Teil der beanspruchten Legierung Silber mit Gehalten zwischen 0,3 und 0,7 Gew.-%, bevorzugt 0,45 und 0,6 Gew.-%. Im Zusammenspiel mit Silizium (0,3 - 0,7 Gew.-%, bevorzugt 0,4 - 0,6 Gew.-%) erfolgt eine Aushärtung über die gleichen Mechanismen wie in silberfreien Al-Cu-Mg-Legierungen. Es hat sich jedoch gezeigt, dass bei kleineren Siliziumgehalten durch die Silberzugabe der Ausscheidungsverlauf anders ist. Die aus einer solchen Legierung hergestellten Halbzeuge weisen zwar gute Warmfestigkeiten und Kriechbeständigkeiten bei kühleren Bedingungen auf; sie entsprechen jedoch noch nicht den gewünschten Anforderungen. Erst Siliziumgehalte über 0,3 Gew.-% unterdrücken die ansonsten typische Änderung des Ausscheidungsverhaltens von Al-Cu-Mg-Ag-Legierungen, so dass überraschender Weise höhere Festigkeitswerte ohne Einbuße der Warmbeständigkeit und der Kriechbeständigkeit bei den erfindungsgemäßen Cu- und Mg-Gehalten erzielbar sind.

Der Mangangehalt der beanspruchten Legierung beträgt 0,1 bis 0,5 Gew.-% bevorzugt 0,2 - 0,4 Gew.-%. Bei Legierungen mit höheren Mangangehalten wurden bei einer Langzeit-Hochtemperaturbeanspruchung unerwünschte Ausscheidungsvorgänge gefunden, die zu einer Verringerung der Festigkeit führten. Aus diesem Grunde ist der Mangangehalt auf 0,4 Gew.-% begrenzt. Grundsätzlich ist Mangan jedoch ein für die Gefügekontrolle benötigter Legierungsbestandteil.

Zum Ausgleich der reduzierten Wirkung des Mangans hinsichtlich der Gefügekontrolle enthält die Legierung Zirkon zwischen 0,10 - 0,25 Gew.-%, bevorzugt 0,14 - 0,20 Gew.-%. Die sich ausscheidenden Zirkon-Aluminide sind in der Regel sogar feindisperser ausgebildet als Man-

gan-Aluminide. Überdies hat sich gezeigt, dass die Zirkon-Aluminide zur thermischen Stabilität der Legierung beitragen.

5 Zur Kornfeinung ist der Legierung 0,05 - 0,15 Gew.-%, bevorzugt 0,10 - 0,15 Gew.-% Titan zugefügt. Zweckmäßigerweise wird das Titan der Legierung in Form einer Al-5Ti-1B-Vorlegierung zugesetzt, wodurch die Legierung automatisch Bor enthält. Daraus bilden sich fein verteilte, nicht lösliche Titandiboride. Diese leisten einen Beitrag zur thermischen Stabilität der Legierung.

10 Als unvermeidbare Verunreinigung kann die Legierung maximal 0,15 % Eisen, bevorzugt 0,10 % Eisen aufweisen.

15 Nachfolgend werden Untersuchungsergebnisse unter Bezugnahme auf die beigefügten Figuren beschrieben. Diese zeigen:

20 **Fig. 1:** Ein Diagramm, darstellend die 0,2 %-Dehngrenze und die Zugfestigkeit der erfindungsgemäßen Legierung im Zustand T6 im Vergleich zu vorbekannten Legierungen in Abhängigkeit von der Prüftemperatur,

25 **Fig. 2:** ein Diagramm, darstellend die Zeitstandfestigkeit der erfindungsgemäßen Legierung im Zustand T6 im Vergleich zu vorbekannten Legierungen,

30 **Fig. 3:** ein Diagramm, darstellend die 0,2 %-Dehngrenze und die Zugfestigkeit von aus der erfindungsgemäßen Legierung hergestellten Flugzeugrädern im Vergleich zu solchen, hergestellt aus vorbekannten Legierungen, und

35 **Fig. 4a, 4b:** Diagramme, darstellend die Ermüdungsfestigkeit der erfindungsgemäßen Legierung im Vergleich zu einer vorbekannten Legierung im Zustand T6 bei Raumtemperatur und bei einer Temperatur von 200°C.

Die nachfolgend wiedergegebene Tabelle 1 gibt die chemische Zusammensetzung von vier erfindungsgemäßen Legierungen (B, C, D, E) sowie

die Zusammensetzung der vergleichsweise untersuchten Legierungen AA 2214 und AA 2618 wieder (Angaben in Gew.-%)(n.b.: nicht bestimmt):

Tabelle 1:

Legierung	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Ti	Ag	Zr	V
B	0,47	0,08	4,40	0,200	0,58	0,003	0,048	0,135	0,45	0,150	0,018
C	0,47	0,08	3,64	0,210	0,59	0,003	0,015	0,115	0,52	0,150	0,017
D	0,47	0,08	3,87	0,200	0,61	0,003	0,015	0,117	0,52	0,150	0,019
E	0,52	0,08	4,14	0,200	0,61	0,003	0,02	0,115	0,44	0,150	0,018
AA 2214	0,77	0,17	4,29	0,883	0,57	0,003	0,031	0,024	0,003	0,007	n. b.
AA 2618	0,22	1,1	2,58	0,020	1,53	1,007	0,043	0,059	0,003	0,002	n. b.

5

Aus diesen Legierungen sind Halbzeuge durch die nachfolgend wiedergegebenen Verfahrensschritte hergestellt worden:

- a) Gießen eines Barrens aus einer Legierung,
- b) Homogenisieren des gegossenen Barrens bei einer Temperatur, die
10 möglichst dicht unter der Schmelztemperatur der Legierung liegt für eine Zeit, die ausreichend lang bemessen ist, um eine möglichst gleichmäßige Verteilung der Legierungselemente im Gussgefüge zu erreichen,
- c) Warmumformen des homogenisierten Barrens durch Schmieden bei
15 einer Blocktemperatur von etwa 420 °C,
- d) Lösungsglühen des durch Schmieden umgeformten Halbzeuges bei Temperaturen, die ausreichend hoch sind, um die für die Aushärtung notwendigen Legierungselemente gleichmäßig im Gefüge verteilt in Lösung zu bringen, wobei das Lösungsglühen in einem Temperaturbereich bei 505 °C über einen Zeitraum von 3 Stunden erfolgt,
20
- e) Abschrecken des lösungsgeglühten Halbzeuges in Wasser bei Raumtemperatur,
- f) Kaltumformen der abgeschreckten Halbzeuge durch Kaltstauchen um 1 bis 2 % und
- g) Warmaushärten des abgeschreckten Halbzeuges bei Temperaturen bei
25 170 °C über einen Zeitraum von 20 - 25 Stunden.

Die auf diese Art und Weise hergestellten Freiformschmiedestücke sind anschließend auf ihre Eigenschaften im warm ausgehärteten Zustand T6

untersucht werden. Die Festigkeitswerte sind in den nachfolgenden Tabellen 2 und 3 wiedergegeben:

Tabelle 2:

Legierung	Festigkeitswerte bei RT				Bruchzähigkeit bei RT	
	Proben- richtung	R _{p02} (MPa)	R _m (MPa)	A ₅ (%)	Proben- richtung	K _{IC} (MPa√m)
C	L	448	485	11,2	T - L	31,3
	LT	427	471	7,2	S - L	29,5
	ST	417	479	6,3	S - T	32,2
D	L	456	495	10,7	T - L	28,3
	LT	434	478	8,0	S - L	29,1
	ST	429	484	5,5	S - T	29,6
E	L	454	494	9,9	T - L	26,1
	LT	446	493	6,4	S - L	25,5
	ST	438	494	4,9	S - T	26,9
AA 2214	L	444	489	9,7	T - L	24,2
	LT	439	483	6,4	S - L	25,9
	ST	429	480	5,8	S - T	27,3
AA 2219	L	286	408	16,7	T - L	31,1
	LT	288	403	8,4	S - L	34,4
	ST	366	455	5,0	S - T	32,3
AA 2618	L	389	443	5,1	T - L	19,2
	LT	383	437	4,7	S - L	16,7
	ST	376	427	4,1	S - T	19,3

5

Tabelle 3:

Legierung		E			AA 2214			AA 2618		
T _{Prüf} (°C)	t _{Hold} (h)	R _{p02} (MPa)	R _m (MPa)	A ₅ (%)	R _{p02} (MPa)	R _m (MPa)	A ₅ (%)	R _{p02} (MPa)	R _m (MPa)	A ₅ (%)
20	1	454	494	9,9	444	489	9,6	380	434	6,5
50	1	453	493	12,6	443	485	9,8	382	433	6,1
100	1	449	474	13,0	425	458	11,0	374	423	6,5
150	1	404	417	14,3	403	424	13,6	366	404	7,6
170	1	403	416	16,3	382	400	13,6	382	389	9,6
200	1	355	372	18,0	348	368	13,8	340	359	12,2
220	1	340	351	18,0	324	344	14,2	301	332	12,4
250	1	268	282	19,0	250	268	16,1	282	300	14,7

Definition Probenrichtungen:

L = Längsrichtung: parallel zur Hauptformänderungsrichtung

LT = Lange Querrichtung: parallel zur Breitenrichtung

5 ST = Kurze Querrichtung: parallel zur Dickenrichtung.

Die verbesserten Festigkeiten der erfindungsgemäßen Legierung (etwa Legierung E) ist aus den Tabellen 2 und 3 deutlich entnehmbar. So zeigt beispielsweise die vorbekannte Legierung AA 2214 zwar gute Festig-
10 keitswerte bei Raumtemperatur, nicht jedoch bei höheren Temperaturen. Überdies sind die Kriechbeständigkeit ebenso wie die Bruchzähigkeit nicht nur bei Raumtemperatur sondern insbesondere auch bei höheren Temperaturen bei der beanspruchten Legierung deutlich besser als bei den vorbekannten Legierungen. Aus dieser Gegenüberstellung wird ferner deut-
15 lich, daß die untersuchten vorbekannten Legierungen jeweils nur in Bezug auf einzelne Festigkeitsparameter gute Eigenschaften aufweisen. In keinem Fall weisen diese gute Eigenschaften bei sämtlichen relevanten Festigkeitswerten sowohl bei Raumtemperatur als auch bei erhöhten Temperaturen auf. Ebenso wie die Ermüdungseigenschaften ist die Kriechbe-
20 ständigkeit dieser vorbekannten Legierung nicht zufriedenstellend. Über sämtliche untersuchten Festigkeitsparameter sehr gute Eigenschaften sind ausschließlich bei der erfindungsgemäßen Legierung festzustellen.

Aus der zugehörigen Darstellung in Figur 1 werden die besseren Festig-
25 keitseigenschaften der erfindungsgemäßen Legierung (Legierung E) gegenüber den vorbekannten Legierungen (AA 2214 sowie AA 2618) auch auf graphische Weise deutlich. Unerwartet war bei den Ergebnissen, dass die Festigkeitswerte der Legierung E auch bei Temperaturen von unter 100 °C besser sind als diejenigen, der vorbekannten Legierung AA 2214,
30 bekannt für ihre besonders hohen Festigkeitswerte in diesem Temperaturbereich.

Ferner ist die Kriechbeständigkeit der Halbzeuge untersucht worden. Die nachfolgend wiedergegebene Tabelle 4 zeigt zusammenfassend die Prüfergebnisse (LMP: Larson-Miller-Parameter):
35

Tabelle 4:

Legierung											
E				2214				2618			
T _{Prüf} (°C)	σ _{Prüf} (MPa)	T _{Bruch} (h)	LMP (-)	T _{prüf} (°C)	σ _{Prüf} (MPa)	t _{Bruch} (h)	LMP (-)	T _{Prüf} (°C)	σ _{Prüf} (MPa)	t _{Bruch} (h)	LMP (-)
180	185	2513	10,60	205	200	30	10,27	205	183	10	10,04
	167	4762	10,82		190	50	10,38		179	50	10,38
					181	100	10,52		175	100	10,52
					130	500	10,85		163	500	10,85
					100	800	10,95		159	1000	11,00

Grafisch aufgetragen wird die deutlich bessere Zeitstandsfestigkeit der
 5 Legierung E im T6-Zustand im Vergleich zu den vorbekannten Legierungen
 AA 2214 und AA 2618 ebenfalls jeweils im T6-Zustand augenscheinlich.
 Dieses ist in dem Diagramm der Figur 2 als zeitkompensierte Temperaturdarstellung
 wiedergegeben. Die besonders gute Kriechbeständigkeit der erfindungsgemäßen
 10 Legierung war nicht vorhersehbar, so dass dieses Ergebnis überrascht.

Im Rahmen der Erprobung der Verfahrensschritte zum Herstellen dieser
 Halbzeuge ist festgestellt worden, daß vergleichbare Materialeigenschaften
 des hergestellten Halbzeuges erreicht werden können, wenn der
 15 Schritt des Warmumformens bei einer Blocktemperatur zwischen 320 °C
 bis 460 °C durchgeführt wird. Der Schritt des Abschreckens des lösungs-
 geglühten Halbzeuges kann in einem Temperaturbereich zwischen Raumtemperatur
 und 100 °C (kochend) in Wasser erfolgen. Gleichfalls ist es möglich, zum
 20 Abschrecken ein Wasser-Glykol-Gemisch einzusetzen, dessen Temperatur
 jedoch 50 °C nicht überschreiten soll. Anstelle des zuvor beschriebenen
 Schrittes der Kaltumformung durch Kaltstauchen beim Schmieden kann als
 Kaltumformschritt auch ein Recken um 1 % bis 5 % zur Reduzierung der
 abschreckbedingten Eigenspannungen bei Strangpress- oder Walzprodukten
 25 durchgeführt werden. Der Schritt des Warmaushärtens ist durchführbar
 über einen Zeitraum von 5 bis 35 Stunden, bevorzugt zwischen 10 und 25
 Stunden in einem Temperaturfenster zwischen 170 °C und 210 °C.

Bei weiteren Untersuchungen wurden Stranggussbarren, wie oben beschrieben, hergestellt und Flugzeugräder durch Gesenkschmieden im Vor- und Fertiggesenk bei einer Temperatur von 410 bis 430 °C gefertigt. Diese Räder wurden anschließend bei 505 °C lösungsgeglüht, in einem Wasser-Glykol-Gemisch von Raumtemperatur abgeschreckt und 20 Stunden bei 170 °C warm ausgelagert. Zum Vergleich wurden serienmäßig hergestellte Flugzeugräder aus der Legierung AA 2214 verwendet. An über den Umfang verteilten Stellen sind den Rädern aus der beanspruchten Legierung und der herkömmlichen Legierung Proben entnommen und auf ihre Zugfestigkeit hin untersucht worden. Das Ergebnis ist in Figur 3 grafisch wiedergegeben. Deutlich erkennbar ist, dass die erfindungsgemäße Legierung E gegenüber der vorbekannten Legierung AA 2214 bessere Werte erzielt.

Ermüdungsversuche bei vergleichbaren Proben der beiden genannten Legierungen zeigen ebenfalls, dass die aus der beanspruchten Legierung hergestellten Räder deutlich bessere Werte erzielen, als die aus den mit der AA 2214-Legierung hergestellten Rädern. Dies trifft zu für bei Raumtemperatur durchgeführte Ermüdungsversuche (vgl. Figur 4a) sowie für Ermüdungsversuche, die bei einer Prüftemperatur von 200°C durchgeführt worden sind (vgl. Figur 4b).

Die Beschreibung der beanspruchten Erfindung macht deutlich, dass diese überraschend nicht nur hohe dynamische und statische Festigkeitswerte aufweist, sondern dass diese insbesondere auch eine besonders gute Warmfestigkeit, Bruchzähigkeit und Kriechbeständigkeit aufweist. Daher eignet sich diese Legierung insbesondere zum Herstellen von Halbzeugen, die genau diesen Ansprüchen zu genügen haben, wie beispielsweise Flugzeugräder oder Verdichter.

Patentansprüche

- 5 1. Al-Cu-Mg-Mn-Legierung zur Herstellung von Halbzeugen mit hohen statischen und dynamischen Festigkeitseigenschaften, **dadurch gekennzeichnet**, dass die Legierung folgende Zusammensetzung aufweist:
- 10 0,3 - 0,7 Gew.-% Silizium (Si)
max. 0,15 Gew.-% Eisen (Fe)
3,5 - 4,5 Gew.-% Kupfer (Cu)
0,1 - 0,5 Gew.-% Mangan (Mn)
0,3 - 0,8 Gew.-% Magnesium (Mg)
0,05 - 0,15 Gew.-% Titan (Ti)
15 0,1 - 0,25 Gew.-% Zirkon (Zr)
0,3 - 0,7 Gew.-% Silber (Ag)
max. 0,05 Gew.-% andere, einzeln
max. 0,15 Gew.-% andere, insgesamt
Rest Gew.-% Aluminium (Al).
- 20 2. Legierung nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet**, dass das Kupfer-Magnesium-Verhältnis zwischen 5 und 9,5 beträgt.
- 25 3. Legierung nach Anspruch 2, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Kupfergehalt 3,8 - 4,2 Gew.-% und der Magnesiumgehalt 0,45 - 0,6 Gew.-% und das Kupfer-Magnesium-Verhältnis zwischen 6,3 und 9,3 beträgt.
- 30 4. Legierung nach einen der Ansprüche 1 bis 3, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Silbergehalt 0,45 - 0,6 Gew.-% beträgt.
5. Legierung nach einem der Ansprüche 1 bis 4, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Siliziumgehalt 0,4 - 0,6 Gew.-% beträgt.
- 35 6. Legierung nach einem der Ansprüche 1 - 5, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Mangangehalt 0,2 - 0,4 Gew.-% beträgt.

7. Legierung nach einem der Ansprüche 1 - 6, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Zirkongehalt 0,14 - 0,20 Gew.-% beträgt.
- 5 8. Legierung nach einem der Ansprüche 1 - 7, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Titangehalt 0,10 - 0,15 Gew.-% beträgt.
9. Legierung nach einem der Ansprüche 1 - 8, **dadurch gekennzeichnet**, dass die Titankomponente zum Herstellen der Legierung als Al-Ti-B-Vorlegierung zulegiert ist und der Boranteil 0,01 - 0,03 Gew.-% beträgt.
- 10 10. Legierung nach einem der Ansprüche 1 - 9, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Eisengehalt der Legierung max. 0,10 Gew.-% beträgt.
- 15 11. Halbzeug hergestellt aus einer Legierung nach einem der Ansprüche 1 bis 10, **dadurch gekennzeichnet**, dass dieses durch einen Warmumformprozess hergestellt ist.
- 20 12. Verfahren zum Herstellen eines Halbzeuges nach Anspruch 11 gekennzeichnet durch folgende Schritte:
- a) Gießen eines Barrens aus einer Legierung,
- b) Homogenisieren des gegossenen Barrens bei einer Temperatur, die möglichst dicht unter der Schmelztemperatur der Legierung liegt für eine Zeit, die ausreichend lang bemessen ist, um eine möglichst gleichmäßige Verteilung der Legierungselemente im Gussgefüge zu erreichen,
- 25 c) Warmumformen des homogenisierten Barrens durch Schmieden und/oder Schmieden und/oder Walzen bei Temperaturen zwischen 320 °C und 470 °C,
- 30 d) Lösungsglühen des umgeformten Halbzeuges bei Temperaturen, die ausreichend hoch sind, um die für die Aushärtung notwendigen Legierungselemente gleichmäßig im Gefüge verteilt in Lösung zu bringen, wobei das Lösungsglühen in einem Temperaturbereich zwischen 490 und 505 °C über einen Zeitraum von
- 35 e) Abschrecken des lösungsgeglühten Halbzeugs entweder im

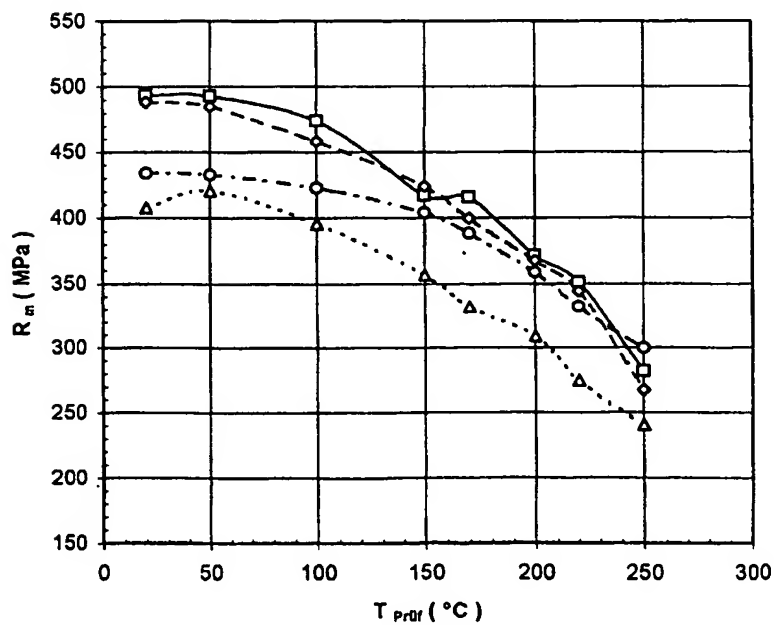
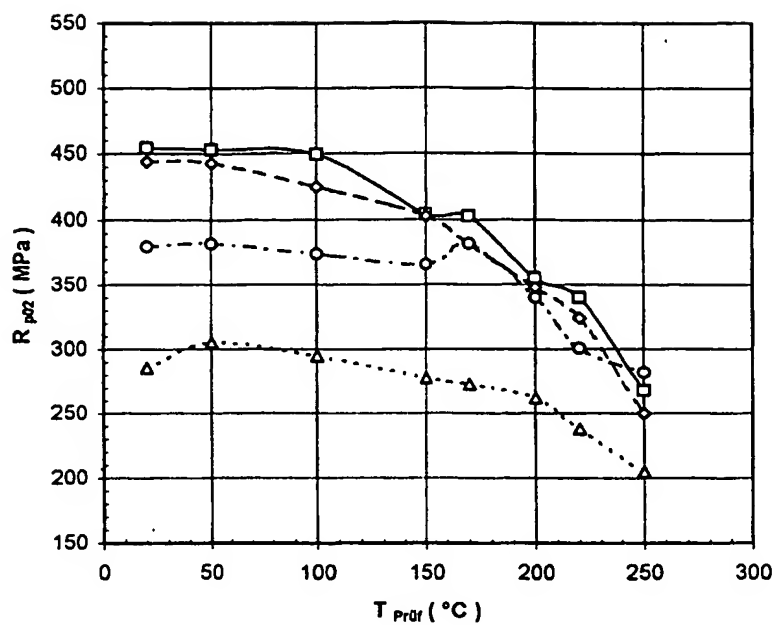
Wasser mit einer Temperatur von max. 100 °C oder in einem Wasser-Glykol-Gemisch bei einer Temperatur kleiner oder gleich 50 °C und

- 5 f) Warmaushärten des abgeschreckten Halbzeuges bei Temperaturen zwischen 170 und 210 °C über einen Zeitraum von 5 h bis 35 h.

- 10 13. Verfahren nach Anspruch 12, **dadurch gekennzeichnet**, dass zwischen dem Schritt des Abschreckens und dem Schritt des Warmaushärtens ein Kaltumformschritt vorgesehen ist, bei dem das abgeschreckte Halbzeug zur Reduzierung der Eigenspannungen gestaucht oder gereckt wird um einen Betrag zwischen 1 und 5 %

- 15 14. Verfahren nach Anspruch 12 oder 13, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Schritt des Warmaushärtens über einen Zeitraum von 10 und 25 Stunden durchgeführt wird.

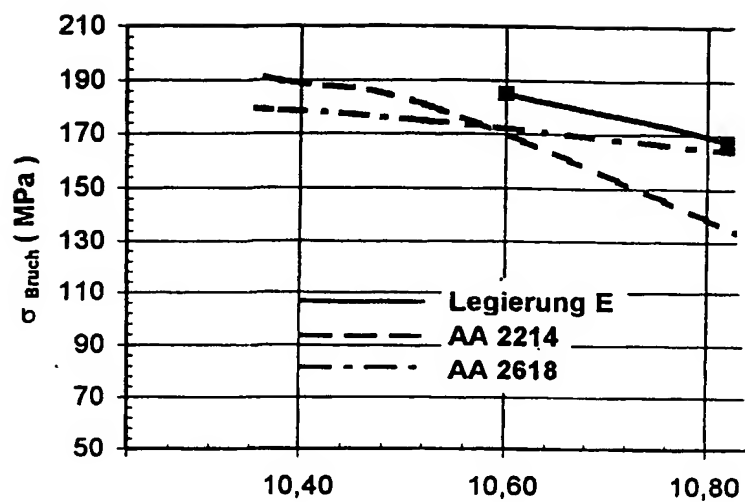
1/5



— Legierung E - - - - - AA 2214 ······ AA 2219
- · - · - AA 2618

Fig. 1

2/5



$$\text{LMP} = [(T_{\text{Prüf}} + 273,15) * (20 + \log t_{\text{Bruch}})] / 1000$$

Fig. 2

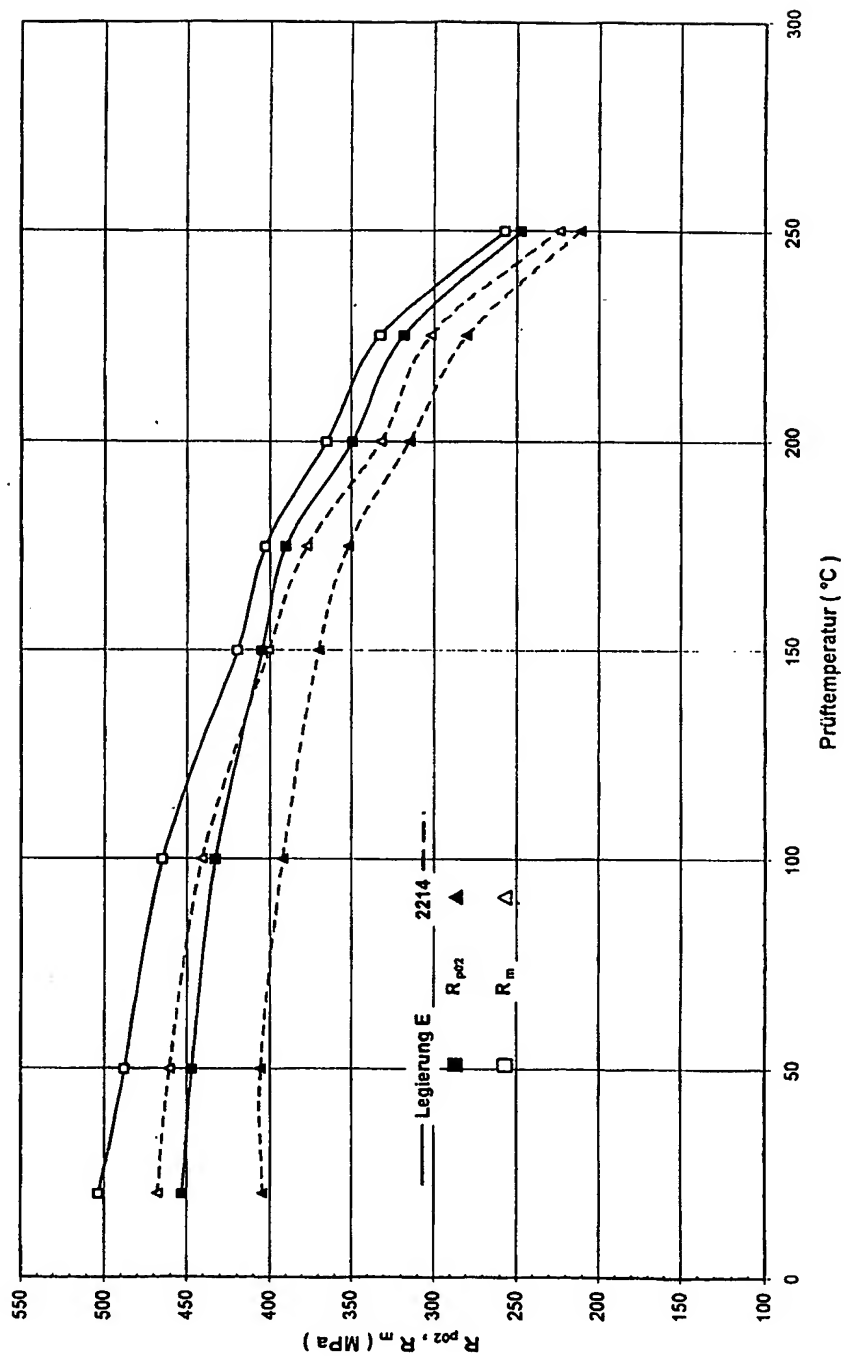
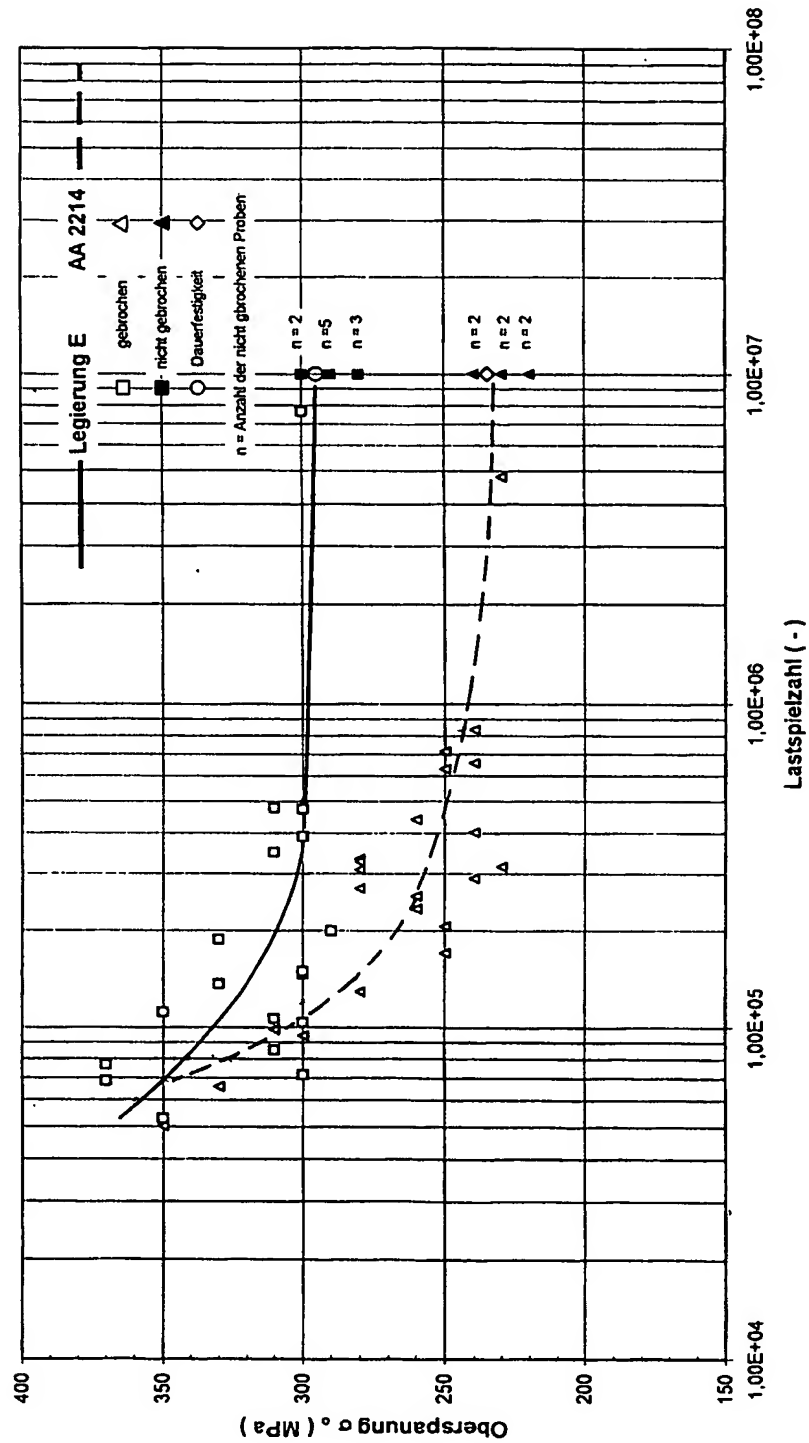


Fig. 3

Ermüdungsfestigkeit bei Raumtemperatur

Ermüdungsfestigkeit bei $T_{\text{Prüf}} = 200\text{ °C}$

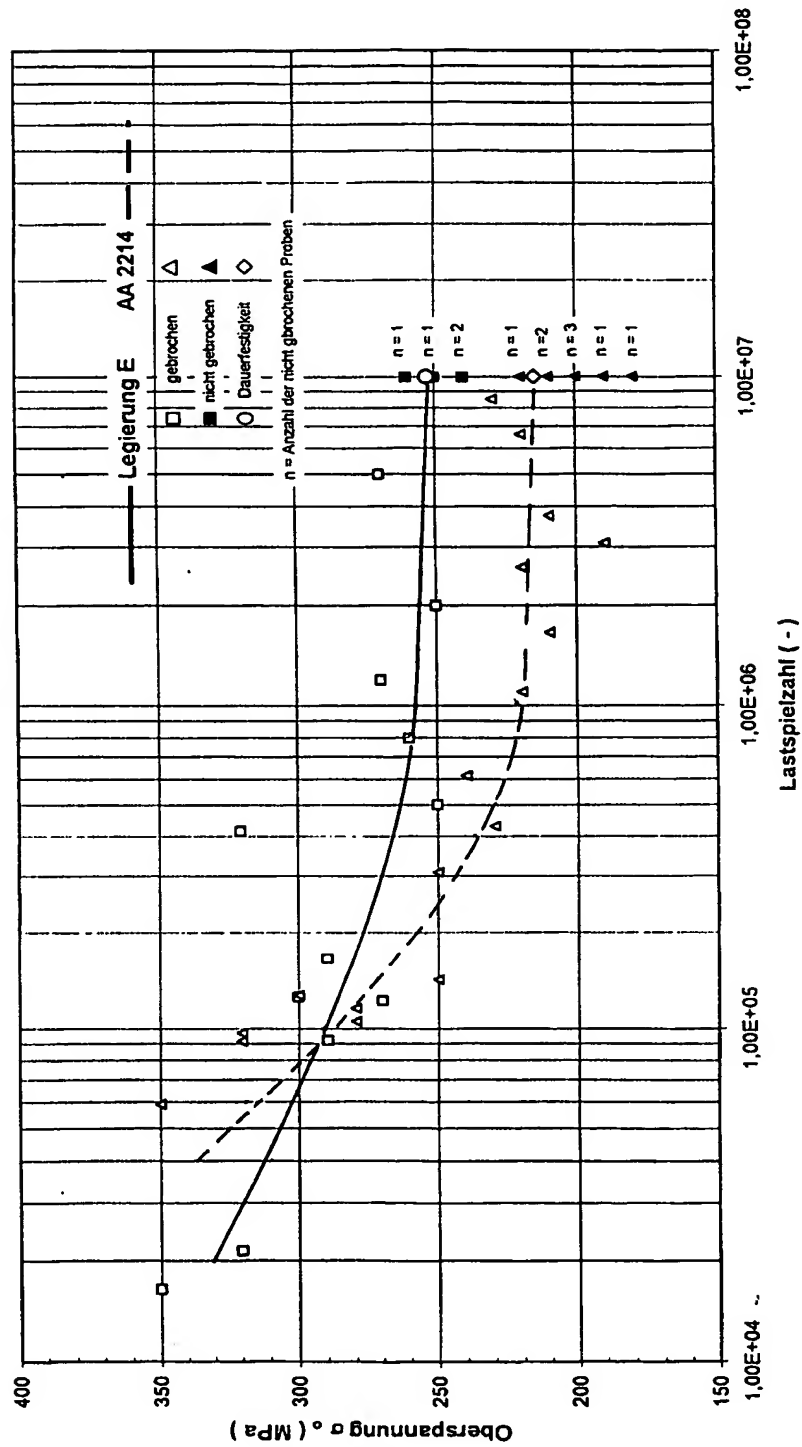


Fig. 4b

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

Int. Application No
PCT/ 2/07193

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
IPC 7 C22C21/16 C22C21/14 C22F1/057

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)
IPC 7 C22C C22F

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practical, search terms used)

CHEM ABS Data, PAJ, EPO-Internal

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category *	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	DATABASE CA 'Online! CHEMICAL ABSTRACTS SERVICE, COLUMBUS, OHIO, US; POLMEAR, I. J. ET AL: "After Concorde. Evaluation of an Al-Cu-Mg-Ag alloy for use in the proposed European supersonic transport" retrieved from STN Database accession no. 126:49942 XP002227161 abstract	1,6-8, 10,11
Y	page X; examples 185064-29-3 -& MATERIALS SCIENCE FORUM (1996), 217-222(Pt. 3, ALUMINIUM ALLOYS, Pt. 3), 1759-1764 , XP009003900 ABSCHNITT "ALLOY PREPARATION": Beispiele Medium-Cu, Low-Cu, Table 1; page 1760 -/-	12-14

☒ Further documents are listed in the continuation of box C.

☒ Patent family members are listed in annex.

* Special categories of cited documents :

- *A* document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
- *E* earlier document but published on or after the international filing date
- *L* document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
- *O* document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
- *P* document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

- *T* later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
- *X* document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
- *Y* document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art.
- *G* document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search

17 January 2003

Date of mailing of the international search report

29/01/2003

Name and mailing address of the ISA

European Patent Office, P.B. 5818 Patentlaan 2
NL - 2280 HV Rijswijk
Tel. (+31-70) 340-2040, Tx. 31 651 epo nl,
Fax: (+31-70) 340-3016

Authorized officer

Patton, G

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

Int. Application No

PCT 02/07193

C.(Continuation) DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category *	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	<p>DAVIS J R: "Aluminum and Aluminum Alloys" March 1996 (1996-03) , ASM SPECIALTY HANDBOOK. ALUMINUM AND ALUMINUM ALLOYS, ISBN: 0-87170-496-X, PAGE(S) 247-249, 254-257, 291-305, 309-320 , USA XP002227160 page 248; example 2014; table 1 page 256, middle column, last paragraph page 292, middle column, last paragraph page 293; example 2014; table 1 page 296, left-hand column page 296, right-hand column, paragraph "Solution-treating time" in combination with Table 4 page 299 - Page 305, paragraph "Quenching" page 311; figures 23-A page 317, left-hand column ---</p>	12-14
A	<p>GB 1 320 271 A (ATOMIC ENERGY AUTHORITY UK) 13 June 1973 (1973-06-13) page 1, line 13 - line 36 page 2, line 18 - line 26 page 10, line 2 - line 8 claims 1,2 ---</p>	1-14
A	<p>PATENT ABSTRACTS OF JAPAN vol. 015, no. 293 (C-0853), 25 July 1991 (1991-07-25) -& JP 03 107440 A (SHOWA ALUM CORP), 7 May 1991 (1991-05-07) abstract page 3; example 3; table 1 -----</p>	1-14

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

In **onal Application No**

PCT/ 2/07193

Patent document cited in search report		Publication date	Patent family member(s)	Publication date
GB 1320271	A	13-06-1973	NONE	
JP 03107440	A	07-05-1991	NONE	

INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT

Internationales Aktenzeichen

PCT/E 2/07193

A. KLASSIFIZIERUNG DES ANMELDUNGSGEGENSTANDES
 IPK 7 C22C21/16 C22C21/14 C22F1/057

Nach der Internationalen Patentklassifikation (IPK) oder nach der nationalen Klassifikation und der IPK

B. RECHERCHIERTE GEBIETE

Recherchierter Mindestprüfstoff (Klassifikationssystem und Klassifikationssymbole)
 IPK 7 C22C C22F

Recherchierte aber nicht zum Mindestprüfstoff gehörende Veröffentlichungen, soweit diese unter die recherchierten Gebiete fallen

Während der internationalen Recherche konsultierte elektronische Datenbank (Name der Datenbank und evtl. verwendete Suchbegriffe)

CHEM ABS Data, PAJ, EPO-Internal

C. ALS WESENTLICH ANGESEHENE UNTERLAGEN

Kategorie*	Bezeichnung der Veröffentlichung, soweit erforderlich unter Angabe der in Betracht kommenden Teile	Betr. Anspruch Nr.
X	DATABASE CA 'Online! CHEMICAL ABSTRACTS SERVICE, COLUMBUS, OHIO, US; POLMEAR, I. J. ET AL: "After Concorde. Evaluation of an Al-Cu-Mg-Ag alloy for use in the proposed European supersonic transport" retrieved from STN Database accession no. 126:49942 XP002227161 Zusammenfassung	1,6-8, 10,11
Y	Seite X; Beispiele 185064-29-3 -& MATERIALS SCIENCE FORUM (1996), 217-222(PT. 3, ALUMINIUM ALLOYS, PT. 3), 1759-1764, XP009003900 ABSCHNITT "ALLOY PREPARATION"; Beispiele Medium-Cu, Low-Cu, Tabelle 1; Seite 1760 --- -/--	12-14

☒ Weitere Veröffentlichungen sind der Fortsetzung von Feld C zu entnehmen

☒ Siehe Anhang Patentfamilie

* Besondere Kategorien von angegebenen Veröffentlichungen :

A Veröffentlichung, die den allgemeinen Stand der Technik definiert, aber nicht als besonders bedeutsam anzusehen ist

E älteres Dokument, das jedoch erst am oder nach dem internationalen Anmeldedatum veröffentlicht worden ist

L Veröffentlichung, die geeignet ist, einen Prioritätsanspruch zweifelhaft erscheinen zu lassen, oder durch die das Veröffentlichungsdatum einer anderen im Recherchenbericht genannten Veröffentlichung belegt werden soll oder die aus einem anderen besonderen Grund angegeben ist (wie ausgeführt)

O Veröffentlichung, die sich auf eine mündliche Offenbarung, eine Benutzung, eine Ausstellung oder andere Maßnahmen bezieht

P Veröffentlichung, die vor dem internationalen Anmeldedatum, aber nach dem beanspruchten Prioritätsdatum veröffentlicht worden ist

T Spätere Veröffentlichung, die nach dem internationalen Anmeldedatum oder dem Prioritätsdatum veröffentlicht worden ist und mit der Anmeldung nicht kollidiert, sondern nur zum Verständnis des der Erfindung zugrundeliegenden Prinzips oder der ihr zugrundeliegenden Theorie angegeben ist

X Veröffentlichung von besonderer Bedeutung; die beanspruchte Erfindung kann allein aufgrund dieser Veröffentlichung nicht als neu oder auf erfinderischer Tätigkeit beruhend betrachtet werden

Y Veröffentlichung von besonderer Bedeutung; die beanspruchte Erfindung kann nicht als auf erfinderischer Tätigkeit beruhend betrachtet werden, wenn die Veröffentlichung mit einer oder mehreren anderen Veröffentlichungen dieser Kategorie in Verbindung gebracht wird und diese Verbindung für einen Fachmann nahelegend ist

G Veröffentlichung, die Mitglied derselben Patentfamilie ist

Datum des Abschlusses der internationalen Recherche

17. Januar 2003

Absendedatum des internationalen Recherchenberichts

29/01/2003

Name und Postanschrift der internationalen Recherchenbehörde
 Europäisches Patentamt, P.B. 5818 Patentlaan 2
 NL - 2280 HV Rijswijk
 Tel. (+31-70) 340-2040, Tx. 31 651 epo nl,
 Fax: (+31-70) 340-3016

Bevollmächtigter Bediensteter

Patton, G

C.(Fortsetzung) ALS WESENTLICH ANGESEHENE UNTERLAGEN

Kategorie*	Bezeichnung der Veröffentlichung, soweit erforderlich unter Angabe der in Betracht kommenden Teile	Betr. Anspruch Nr.
Y	<p>DAVIS J R: "Aluminum and Aluminum Alloys" März 1996 (1996-03) , ASM SPECIALTY HANDBOOK. ALUMINUM AND ALUMINUM ALLOYS, ISBN: 0-87170-496-X, PAGE(S) 247-249,254-257,291-305,309-320 , USA XP002227160</p> <p>Seite 248; Beispiel 2014; Tabelle 1 Seite 256, mittlere Spalte, letzter Absatz Seite 292, mittlere Spalte, letzter Absatz Seite 293; Beispiel 2014; Tabelle 1 Seite 296, linke Spalte Seite 296, rechte Spalte, Abschnitt "Solution-treating time" in Verbindung mit Tabelle 4 Seite 299 -Seite 305, Abschnitt "Quenching" Seite 311; Abbildungen 23-A Seite 317, linke Spalte</p> <p>---</p>	12-14
A	<p>GB 1 320 271 A (ATOMIC ENERGY AUTHORITY UK) 13. Juni 1973 (1973-06-13) Seite 1, Zeile 13 - Zeile 36 Seite 2, Zeile 18 - Zeile 26 Seite 10, Zeile 2 - Zeile 8 Ansprüche 1,2</p> <p>---</p>	1-14
A	<p>PATENT ABSTRACTS OF JAPAN vol. 015, no. 293 (C-0853), 25. Juli 1991 (1991-07-25) -& JP 03 107440 A (SHOWA ALUM CORP), 7. Mai 1991 (1991-05-07) Zusammenfassung Seite 3; Beispiel 3; Tabelle 1</p> <p>-----</p>	1-14

INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT

Internationales Aktenzeichen

PCT/E 2/07193

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument	Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
GB 1320271	A 13-06-1973	KEINE	
JP 03107440	A 07-05-1991	KEINE	

This Page Is Inserted by IFW Operations
and is not a part of the Official Record

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images may include (but are not limited to):

- BLACK BORDERS
- TEXT CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- FADED TEXT
- ILLEGIBLE TEXT
- SKEWED/SLANTED IMAGES
- COLORED PHOTOS
- BLACK OR VERY BLACK AND WHITE DARK PHOTOS
- GRAY SCALE DOCUMENTS

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

**As rescanning documents *will not* correct images,
please do not report the images to the
Image Problem Mailbox.**